

EP 22587 (6)

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 55044551  
PUBLICATION DATE : 28-03-80

APPLICATION DATE : 25-09-78  
APPLICATION NUMBER : 53117570

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : TAKEMOTO NAGAYASU;

INT.CL. : C21D 8/00 C21D 6/00 C22C 38/04

TITLE : PRODUCTION OF LOW YIELD RATIO HIGH TENSION HOT ROLLED STEEL PLATE  
OF SUPERIOR DUCTILITY

ABSTRACT : PURPOSE: To produce the high tension hot rolled steel plate of low yield ratios and superior ductility in a coiled state after hot rolling by applying the specific heat treatment to the steel plate of C<0.20% containing the specific amounts of Mn, N for forming composite structure.

CONSTITUTION: The steel plate is produced by ending hot rolling at temperatures between 700–820°C from the slab containing C<0.20%, Mn; 0.5–2.5%, N< 0.03%. When the hot rolling is ended within this temperature range, the ideal material of low yield ratios and high elongation is obtainable. Next, it is cooled between 1 second and 30 seconds from the hot rolling end temperature down to 600°C, then the austenite having been accumulated with stresses immediately after hot rolling becomes a large number of polygonal ferrites and the pearlite transformation in which C, Mn, N are concentrated in the non-transformed austenite is suppressed, becoming martensite residual austenite. Next, the mean cooling speed from 600°C down to coiling is made 5°C/sec. or higher and coiling is done at 400°C or under.

COPYRIGHT: (C)1980,JPO&Japio

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

⑨ 日本国特許庁 (JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭55—44551

⑤ Int. Cl.<sup>3</sup>

C 21 D 8/00

6/00

C 22 C 38/04

識別記号

C B A

庁内整理番号

7217—4K

7217—4K

6339—4K

⑬ 公開 昭和55年(1980)3月28日

発明の数 1

審査請求 未請求

(全 6 頁)

⑭ 延性に優れた低降伏比高張力熱延鋼板の製造方法

名古屋市緑区鳴海町細根118—256

⑮ 特 願 昭53—117570

⑯ 出 願 昭53(1978)9月25日

⑰ 発 明 者 金子国茂

東海市富木島町新長口1番地

⑱ 発 明 者 田代守

愛知県知多郡南粕谷1—20—14

7

⑲ 発 明 者 今林格

⑲ 発 明 者 岸田宏司

東海市加木屋町鎌吉良根33—1

⑳ 発 明 者 竹本長靖

豊明市新田町錦2—20

㉑ 出 願 人 新日本製鉄株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6

番3号

㉒ 代 理 人 弁理士 大関和夫

明 細 書

1 発明の名称

延性に優れた低降伏比高張力熱延鋼板の製造方法

2 特許請求の範囲

C : 0.20 % 以下, Mn : 0.5 ~ 2.5 %, N : 0.030 % 以下を基本成分とし、残部 Fe および 不可避な不純物からなる組成の鋼を 820℃ 以下 700℃ 以上の温度で熱間圧延を終了し、熱間圧延終了温度から 600℃ までを 1 秒以上 30 秒以内で冷却し、600℃ から巻取までの平均冷却速度を 5℃/sec 以上とし、400℃ 以下で巻き取ることとを特徴とする延性に優れた低降伏比高張力熱延鋼板の製造方法。

3 発明の詳細な説明

本発明は熱間圧延後コイルに巻き取った状態で降伏比が低く延性に優れた高張力熱延鋼板を製造する方法に関するものである。

1973年の石油危機以来、資源節減の考えが広まり、燃料節減、軽量化、公害対策等の必要が

ら、自動車、車輛、産業機械等の分野で高張力熱延鋼板の使用が増加する傾向にある。このような分野で使用される高張力熱延鋼板はきびしい成形を受けることが多いため、従来の高張力熱延鋼板では成形が困難である。すなわち従来の高張力熱延鋼板は降伏強度が高いため成形後スプリングバックや反りによる成形品の精度不良が起りやすいこと、成形時のしわの除去がむづかしいことのほか、延性が乏しいため、きびしい加工に適さないなど種々の問題を有している。このような問題を解決する高張力鋼板として複合組織をもつ鋼板が注目されている。この鋼板はフェライト相とマルテンサイトあるいは残留オーステナイト相の複合した組織をもち、その機械的特性値は降伏比(降伏強度/引張強さ)が低く、同じ延性では強度が高い特徴をもっている。

複合組織をもつ高張力熱延鋼板を製造する方法としては、適切に成分を調整された熱延鋼板を再度 A<sub>1</sub> 変態点以上 A<sub>2</sub> 変態点以下の 2 相域に加熱後 10℃/sec 程度の速度で冷却することが考えられ

(1)

(2)

る。この方法は熱延鋼板を再度高温に加熱するため工程が増加し、製造費用が大きくなる欠点をもつ。このため熱延巻取状態で複合組織とし低降伏比鋼板をうることが望まれ、2, 3の試みが行われているが工業的規模で生産するにいたっていない。

本発明者らは熱延巻取状態で複合組織鋼とするため、長年にわたって種々の研究実験を重ねた結果、以下の方法で目的を達成するにいたつた。その要旨とするところは、C : 0.20%以下、Mn : 0.50 ~ 2.5%, N : 0.030%以下を基本成分とし、残部 Fe および不可避な不純物からなる組成の鋼を 820℃以下700℃以上の温度で熱間圧延を終了し、熱間圧延終了温度から600℃までを1秒以上30秒以内で冷却し、600℃から巻き取りまでの平均冷却速度を5℃/sec以上とし、400℃以下で巻き取ることを特徴とする延性に優れた低降伏比高強力熱延鋼板の製造方法に関するものである。

以下本発明の構成要件について説明する。

(3)

形成に有利に作用する。本発明においてその上限を0.030%以下と限定したのは、これ以上添加してもN量の増加に見合うだけの効果がなくかつ溶接性を害するほか鋼板の価格を上昇させるためである。このようなNの作用効果は明瞭ではないがNによつてオーステナイトが強化、安定化し、オーステナイトへの歪の蓄積が熱間圧延によつて増加し、圧延直後の徐冷区間でポリゴナルフェライトの多量発生に効果をもつことと、残りの少量の未変態オーステナイトがパーライトあるいはベーナイトに変態するのを抑制することの2つの効果が重要なものと考えられる。そしてオーステナイトからポリゴナルフェライトの発生あるいは少量の未変態オーステナイトからパーライトあるいはベーナイトへの変態はいずれも関係する2つの相の境界にNが蓄積されることに関係すると考えられる。このため少量のN量でも複合組織形成効果を発揮するものと推定される。

更に本発明において、基本成分以外にSi, Cu, Ni, Cr, Mo, Bを一種または二種以上添加し

(5)

基本成分としてC : 0.20%以下、Mn : 0.5 ~ 2.5%, N : 0.030%以下に限定される。Cは必要な強度の確保と複合組織形成にとつて必要であるが、0.20%を越えると延性の劣化が著しく、かつ溶接性を害するので制限される。Mnは強度を確保することのほか複合組織を得るために不可欠の元素であり、Mnの下限を0.5%としたのは、これ以下では必要な強度がえられ難いほか複合組織を得ることが困難なためであり、上限を2.5%としたのは、これ以上添加すると延性、溶接性を害することと鋼板の価格が高価になるためである。Mn量が本発明範囲以下の場合、オーステナイトからフェライトへの変態が高温で起るため熱間圧延による歪の蓄積が行われ難い。このため、多量のポリゴナルフェライトが形成され難いことと、1部の未変態オーステナイトがパーライトあるいはベーナイトに変態し、第2相としてマルテンサイトと残留オーステナイトになりえないためと考えられる。

Nは複合組織形成を助長し多いほど複合組織の

(4)

ても良い。これら元素の添加によつてオーステナイトが強化または安定化されるため、安定して複合組織を具備した熱延鋼板が得られる有用な効果があるからである。そしてこれら元素の添加量は夫々 $Si \leq 0.6\%$ ,  $Cu \leq 0.6\%$ ,  $Ni \leq 0.5\%$ ,  $Cr \leq 0.2\%$ ,  $Mo \leq 0.2\%$ ,  $B \leq 0.01\%$ とすることが好ましい。これ以上の添加を行つと鋼板価格が急激に上昇し経済的でなくなるためである。上記元素の他に曲げ加工性、伸びフランジ性などの特性値の改善のため、希土類元素、ZrあるいはCaを添加することおよび不純物であるSを0.015%以下に抑制する処置も有効である。更に引張強さを増加させる場合にはNb, V, Ti等を添加してもよい。

以上の成分の鋼の溶製は転炉、平炉あるいは電気炉のいずれによつてもよく、鋼種についてもリムド鋼、キャップド鋼、セミキルド鋼及びキルド鋼のいずれでもよい。さらに鋼片の製造は造塊一分塊圧延あるいは連続製造のいずれによつてもよい。

(6)

次に熱間圧延条件について説明する。

熱間圧延終了温度と降伏比および伸びの関係を第1図に示すが、本発明で限定する $820^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ の領域において降伏比が低く伸びが高い理想的な材質が得られる。すなわち、 $820^{\circ}\text{C}$ 以上では高温のため圧延による歪の蓄積が行われずこのため微細な多数のフェライトの発生が抑制され組織は本発明範囲のごとき急速な冷却では少量のアシキュラ-状のフェライト組織となり延性に乏しくなる。一方 $700^{\circ}\text{C}$ 以下では発生したフェライトに歪みが入り、未再結晶状態になり延性に乏しく降伏強度も増加するため避けられるべきである。

次に熱間圧延終了温度から $600^{\circ}\text{C}$ までを1秒以上30秒以内で冷却する理由は熱間圧延直後歪の蓄積したオーステナイトは $600^{\circ}\text{C}$ まで1秒以上で冷却することによつて多数のポリゴナルフェライトが形成されると共に、未変態オーステナイトにC, Mn, Nが濃化しパーライト変態を抑制できるからである。しかしながら30秒超での冷

(7)

Cが析出し降伏強度を増加させる結果低降伏比が得られなくなるものと考えられる。上記のごとく通常より低い熱延終了温度から制御冷却を行い、かつ $600^{\circ}\text{C}$ 以下の超低温で巻き取ることによつて圧延のままで低降伏比でかつ延性に優れた熱延鋼板が得られる理由は、概ね次の理由によるものと思われる。すなわち、オーステナイトを強化、安定化するC, Mn, Nことに高Mn, N材では通常よりも低い温度で熱間圧延を終了することによつてオーステナイト中に歪が蓄積され、熱延終了後 $600^{\circ}\text{C}$ までの温度域で微細なフェライトが多数発生し、残部の少量の未変態オーステナイトはC, Mn, Nなどの濃化したオーステナイトの状態が形成される。この未変態オーステナイトは以後の適切な冷却速度と $600^{\circ}\text{C}$ 以下という超低温で巻き取ることによつてパーライトあるいはベーナイトへの変態が抑制されマルテンサイトと残留オーステナイトとなる。このため延性に優れた低降伏比をうるのに適した良好な複合組織が形成されるためと考えられる。

(8)

特開昭55-44551(3)

却はパーライト変態の抑制が困難となり良好な複合組織が得られない。次に $600^{\circ}\text{C}$ から巻き取りまでの平均冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上としたのは低降伏比を得るためである。すなわち、冷却速度と降伏比の関係を第2図に示すが $600^{\circ}\text{C}$ から巻取温度までの平均冷却速度が本発明範囲より遅い場合、未変態オーステナイト相がパーライト相に変態するため通常の熱延鋼板と同じフェライトとパーライト組織となり、低降伏比は得られなく $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の平均冷却速度とすることによつて低降伏比が得られる。

次いで巻取温度を $400^{\circ}\text{C}$ 以下とした理由は低降伏比を得るためである。第3図に巻取温度と降伏比の関係を示すが巻取温度が高い場合、たとえ適切な熱延終了温度と冷却速度であつても未変態のオーステナイトがベイナイトに変態したり、あるいは巻取直後ではフェライトとマルテンサイト(及び残留オーステナイト)であつても巻取後徐冷されるためマルテンサイト(及び残留オーステナイト)はベーナイトに変態するかあるいは固溶

(9)

以上の理由から熱延条件は規定の範囲内に限定される。なお、熱間圧延を行う場合の鋼片は通常のスラグ加熱炉で加熱後圧延するか、または分塊圧延後加熱炉を経由せず直接圧延してもよい。加熱炉の加熱温度は特別の制限を必要としないが、仕上温度が低いと容易に低温加熱を実施することができるため省エネルギー上望ましいばかりでなく、複合組織鋼が形成され易い利点がある。

次に本発明の実施例について述べる。

実施例

第1表に示す成分の鋼を転炉で溶製したのち、造塊および分塊圧延工程を経た鋼片を連続式熱間圧延機にて第1表に示す熱延条件にて $2.0\text{mm}$ 厚さの熱延板とし、形状矯正のため $0.5\%$ までの調質圧延を施した。

(10)

第 1 表

試料	化 学 成 分 ( 重 量 % )										結 晶 条 件				備 考
	C	Mn	N	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	B	Al	仕上温度	巻取温度	平均冷却速度	600℃までの冷却時間	
A	0.05	1.52	0.015							0.013	750℃	200℃	30℃/sec	5 秒	本発明
B	0.07	0.98	0.015							0.020	750	200	45	5	比較例
C	0.07	1.49	0.025							0.011	760	250	30	8	本発明
D	0.09	1.80	0.005							0.034	740	250	40	6	"
E	0.11	1.50	0.014							0.042	830	200	30	8	比較例
F	0.12	1.30	0.015							0.027	690	200	30	5	"
G	0.08	1.20	0.020							0.018	750	450	25	3	"
H	0.07	1.65	0.007							0.030	800	300	4	9	"
I	0.07	1.54	0.008							0.032	740	200	80	0.8	"
J	0.04	1.00	0.010	0.3						0.028	800	350	15	8	本発明
K	0.10	1.70	0.008		0.2					0.050	750	250	30	5	"
L	0.12	1.40	0.011			0.2				0.033	730	350	20	10	"
M	0.08	1.50	0.010				0.1			0.016	750	300	25	8	"
N	0.08	1.50	0.014				0.1			0.040	790	350	15	5	"
O	0.06	1.10	0.004					0.002		0.045	750	250	30	5	"

( 1 1 )

第 2 表

試料	機 械 的 性 質					顕 鏡 組 織				備 考
	降伏点 kg/mm <sup>2</sup>	引張強さ kg/mm <sup>2</sup>	伸び %	降伏点 伸び %	降伏比	フェライト %	マルテン サイト %	残留オ- ステナイト %	その他 %	
A	32	63	32	0	0.51	ポリゴナル 80	15	5		本発明
B	35	48	34	1.2	0.73	ポリゴナル 90			ペ-ナイト 10	比較例
C	31	65	31	0	0.48	ポリゴナル 75	18	7		本発明
D	33	59	33	0	0.56	ポリゴナル 85	11	4		"
E	63	75	18	0	0.84	アジキュラ- 30	66	4		比較例
F	51	58	20	0	0.88	未再結晶				"
G	45	61	29	1.5	0.74	ポリゴナル 80			ペ-ナイト 20	"
H	38	51	35	1.0	0.75	ポリゴナル 90			ペ-ナイト 10	"
I	66	82	16	0	0.80	アジキュラ- 5	85	10		"
J	27	65	31	0	0.42	ポリゴナル 85	10	5		本発明
K	30	64	32	0	0.47	ポリゴナル 85	10	5		"
L	26	60	34	0	0.63	ポリゴナル 80	10	10		"
M	28	61	33	0	0.46	ポリゴナル 80	15	5		"
N	27	66	31	0	0.41	ポリゴナル 85	10	5		"
O	31	67	30	0	0.46	ポリゴナル 80	15	5		"

( 1 2 )

第2表には第1表に対応する試料の機械的性質と顕微鏡による組織観察の結果をしめす。試料A、C、Dは本発明方法にしたがつて製造したものであり、N量の高い方が降伏比がやゝ低い傾向をしめているが、いずれも優れた伸びと低い降伏比をしめし、多数の微細なポリゴナルフェライトと少量のマルテンサイトおよび残留オ-ステナイトの組織となつている。これに対してMn量が本発明の下限より多い試料Bは通常のフェライトとペ-ライトの組織であり、降伏比が高くかつ強度も低い。試料Eは仕上温度が本発明範囲より高い場合で、少量のアジキュラ-状フェライトとマルテンサイトの組織をしめし、降伏比が高く伸びが低い。試料Fは仕上温度が本発明範囲より低い場合であり組織中には未再結晶部分が認められ、伸びの劣化と高い降伏比をしめしている。試料Gは巻取温度が本発明範囲より高い場合であり、第2相はペ-ナイト組織をしめし、降伏比が高く、かつ降伏点伸びを伴っている。試料Hは平均冷却速度が本発明範囲より低い場合であり、通常のフェライト

( 1 3 )

## \* 図面の簡単な説明

第1図は熱間圧延終了温度と降伏比および伸びの関係をしめす図表(但し仕上温度以外の熱延条件は本発明範囲内)、第2図は600℃以下巻取りまでの平均冷却速度と降伏比の関係をしめす図表(但し冷却速度以外の熱延条件は本発明範囲内)、第3図は巻取温度と降伏比の関係をしめす図表(但し巻取条件以外の熱延条件は本発明範囲内)である。

とパーライトの組織であり、降伏比が高く、降伏点伸びを生じ、引張強さも低い。試料1は熱間圧延後ただちに急速に冷却した場合で高い降伏比と低い伸びとなつている。試料J~試料Oは本発明例で基本成分の外にオーステナイトを強化または安定化する作用を果たすSi, Cu, Ni, Cr, Mo, Bを添加したもので基本成分系よりも高い巻取温度と低い冷却速度でもいづれも低い降伏比と良好な伸びを有し多量の微細なポリゴナルフェライトとマルテンサイト及び残留オーステナイトからなる複合組織となつている。

以上の実施例にしめすとおり、本発明方法にしたがえば熱延巻取状態で複合組織となり優れた延性と低い降伏比の高張力鋼板を製造することができる。

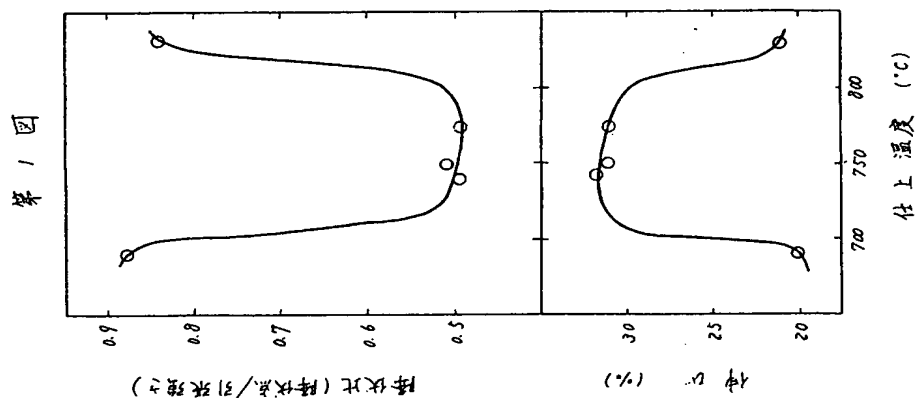
以上のとおり本発明は熱延のまゝで複合組織をもつ高張力鋼板を製造することができるため、再焼鈍の必要がなく、かつ特別高価な元素を添加する必要もないため、その工業的価値はきわめて高い。

特許出願人 新日本製鐵株式会社

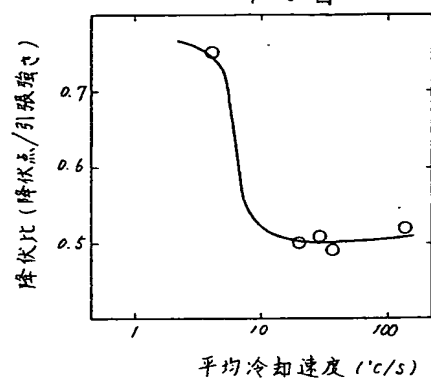
代理人 大 関 和 夫

( 1 4 )

( 1 5 )



第 2 図



第 3 図

